

Title of the Invention:

Method for producing grain-oriented electrical steel sheet having low-iron-loss property

Claims:

1. This invention is a method of producing grain-oriented electrical steel sheet having low-iron-loss property, including the steps of:

a step of reheating a slab having a composition of, in wt.%, C: 0.05 to 0.08%, Si: 2.90 to 3.30%, Mn: 0.15 to 0.30%, S: 0.006% or less, soluble Al: 0.010 to 0.020%, N: 0.007 to 0.011%, P: 0.015%\*, Cu: 0.30 to 0.60%, Ni: 0.03 to 0.07%, Cr: 0.03 to 0.07% and remainder being Fe and inevitably included impurities, at the temperature of 1250 to 1320°C, conducting ordinal hot rolling, and pickling;

a step of conducting a first cold rolling to the hot-rolled and pickled steel sheet, conducting intermediate annealing at 850 to 870°C for 30 second to 5 minutes in a wet atmosphere of hydrogen gas or nitrogen-containing hydrogen gas, and thereafter conducting a second cold rolling at the reduction of 50 to 75% thereby rolling into the thickness of 0.20 to 0.27mm;

a step of conducting a second annealing to the cold-rolled steel sheet in the temperature range of 500 to 650°C for 30 second to 5 minutes in a dry atmosphere of nitrogen-containing hydrogen gas, and applying an annealing separator; and

a step of, in a wet atmosphere of nitrogen-containing hydrogen gas having a dew point of 10 to 20°C and satisfying  $N_2$  (volume %) /  $H_2$  (volume %): 0.25 to 0.75, conducting a first soaking to the steel sheet applied with the annealing separator in the temperature range of 600 to 700°C for 5

to 10 hours, heating the sheet up to 1000°C at the heating rate of 25°C/hr\*\*;  
thereafter further heating the sheet up to 1200°C at the heating rate of  
25°C/hr\*\* in a dry atmosphere of nitrogen-containing hydrogen gas, and  
keeping the steel in a dry atmosphere of pure hydrogen gas for 10 to 20 hour,  
thereby conducting final high-temperature annealing.

Note by the JFE Techno-Research

\* likely "0.015% or less"

\*\* likely "approximately 25°C/hr"

## (19) 대한민국특허청(KR)

## (12) 특허공보(B1)

(51) Int. Cl.<sup>6</sup>

C21D 9/12

C21D 9/46

C22C 38/12

(45) 공고일자 1997년 05월 03일

(11) 공고번호 특1997-000761

(21) 출원번호

특1994-0034278

(65) 공개번호

특1996-0023135

(22) 출원일자

1994년 12월 14일

(43) 공개일자

1996년 07월 18일

(71) 출원인

포항종합제철 주식회사 김만재

경상북도 포항시 괴동동 1번지

(72) 발명자

이철산

경상북도 포항시 괴동동 1번지 포항종합제철소내

유종수

경상북도 포항시 괴동동 1번지 포항종합제철소내

최규승

경상북도 포항시 괴동동 1번지 포항종합제철소내

(74) 대리인

진준협, 송훈, 김충은

실사주 : 박기주 (특허출원 변호사)

## (54) 저철소 특성을 갖는 방향성 전기강판의 제조방법

요약

내용없음

종류서

[발명의 명칭]

저철소 특성을 갖는 방향성 전기강판의 제조방법

[발명의 상세한 설명]

본 발명은 변압기, 발전기 및 기타 전자기기 등의 철심재료로 사용되는 방향성 전기강판 제조방법에 관한 것으로, 보다 상세하게는, 저온 소련 가공을 가능하게 하는 특성을 갖도록 합가하고 이를 2차 재결정 안정화 공정을 거쳐 열온 판두께로 제조하는 방식에 의해 저철소 특성을 갖는 방향성 전기강판을 제조하는 방법에 관한 것이다.

방향성 전기강판은 결정립의 발위가 (110)[001]방향으로 정렬된 집합조직을 가지고 있으며, 이 제품은 냉간압연방향으로 극히 우수한 자기적 특성을 갖는다.

방향성 전기강판의 자기적 특성은 주로 자속밀도와 철손으로 나타내는데, 자속밀도는 통상 1000G/m의 자장에 의해 철심내에 유기되는 자속밀도(8<sub>90</sub>)이고, 철손은 일정한 주파수, 50Hz의 교류에 의해 1.7Tesla의 자속밀도가 얻어지도록 할때 철심내에서 열등으로 낭비되는 에너지 손실(W<sub>core</sub>)으로 평가하고 있다. (자속밀도가 높은 소재를 사용하게 되면 소련, 고상능의 전자기기의 제작이 가능하게 되며, 철손이 적으면 적을수록 전기 에너지 손실을 더욱 줄일 수 있다.

장기 (100)[001]집합조직은 2차 재결정 현상을 이용하여 얻어지는데, 2차 재결정은 보통의 1차 재결정에 의해 생긴 미세한 결정립들 중에서 특정방위의 결정립, 소위 고스(Boss)방향과 불리는 (100)[001]의 방위를 가진 결정립(통상 2차 재결정의 핵이라 함함)이 시판 전제로 이상성장(Abnormal growth)한 것으로, 이러한 2차 재결정의 발달을 위해서는 NbS, NbSe, AlN, O<sub>2</sub>S 등의 입상상 억제제를 대용하여 2차 재결정시 일어나는 전기 1차 재결정립의 성장을 억제하는 것이 필요하다.

또한, 1차 재결정립들의 발위가 2차 재결정의 핵에 할 결정립 뿐만 아니라 2차 재결정의 성장과정에서 2차 재결정이 이상적인 [011]방향을 고수하는데, 즉 우수한 방향성을 갖는 2차 재결정립을 발달시키는데 유리한 것이어야 하는 것으로 알려져 있다. 이러한 목적을 달성하기 위해서는 적절한 합금설계 및 이에 따른 적절한 공정제어가 필요하다.

최근 에너지 절감의 필요성이 증대됨에 따라 철소특성을 향상시키기 위해, 방향성의 개선 뿐만 아니라 강판 두께를 얇게 하여 제조하려는 측구가 통대되어 있다.

이는 철소의 많은 부분을 차지하는 와전류손이 판 두께의 제곱에 비례하기 때문에 판 두께를 얇게 할수록 철손을 저감시킬 수 있기 때문이다.

그러나 판두께가 얇아지면, 제조공정중 최종 고온소둔시 강판 표면부에 존재하던 입상상 억제제, 즉 석출

물질을 인부로 유출되는 경우 강판 내부의 전방적인 석출물들이 강소를 통한 이니그 그 크기 및 분포가 불균일해져서 2차 재결정에 불안정해지고, 2차 재결정이 일어나다 하더라도 그 분포에 따라 열처리되는 공정이 불균일한 강도면의 경우보다 더 심하게 나빠지기 때문에 통상의 방법으로 안정하게 제조할 수 있는 범위의 열 전기강판 두께의 하한은 0.30mm 정도인 것으로 알려져 있다.

따라서 이보다 얇은 두께인 경우에도 2차 재결정을 안정하게 일으켜 저가특성이 우수한 고저속열도 방형성 전기강판을 제조하기 위해서는 고온소둔을 2차 재결정의 원료시각지 석출물의 관표면을 통한 외부로의 유출을 억제할 필요가 있다.

이때, 본 발명자는 저강성  $\text{MnS}$ ,  $\text{AlN}$  및 적정비율의  $\text{Cu}$  및  $\text{P}$ 를 첨가하는 기본 입상성 억제제의 강화에 의한 방형성 향상특성이 우수한 고저속열도 방형성 전기강판을 제조하는 기술을 대한민국 특허출원 91-011935호 및 93-23735호에 제안한 바 있다.

그러나, 이를 발명은 1400°C 이상의 고온 소둔가열을 필수적으로 하는 것이기 때문에 1250°C~1320°C의 저온 소둔가열을 전제로 하여 통상보다 얇은 두께의 저온성 방형성 전기강판을 제조하는 방법인 본 발명과는 근본적으로 다르다 할 수 있다.

여하튼 본 발명자가 종래 제안한 방법외에 철소 특성이 우수한 고저속열도 방형성 전기강판에 관한 제안은 본 발명과 다름과 같은 것이 있다.

대한민국 특허공개공보 제89-633호에 공개된 디파하지 노부유거들의 발명으로서 저온 소둔의 가열속도로 0.10 내지 0.25mm의 고저속열도 방형성 전기강판을 제조하는 방법이다. 그러나 이 방법에 있어서는 입상성 억제제의 강화효과를 목적으로서 석출물을 분출하기 위해서 탈탄 소둔공정을 강판에서 철소가 흡수되도록 하는 공정을 추가하고 있다. 따라서 이 방법에 있어서는 열처리만을 위한 추가가열의 설치가 불가피하여 열가소성을 초래하게 되는 단점이 있다.

또한, 고온소둔시 철화능을 갖는 계소(해르세 알루미나계소, 수소 및 질소의 혼합가스 등에 의해 포함 물질)를 사용하는 방법도 주장하고 있으나, 고온소둔시의 분위기계소의 종류 및 그 비율(혼합가스)의 경우)에 따라 최적조건은 강간조건 및 선택 제조공정 등에 따라 달라지는 것으로서, 표면반응에 민감한  $\text{Cu}$ ,  $\text{Ni}$ ,  $\text{Cr}$  등의 원소가 스라브층에 첨가될 뿐만 아니라 중간 탈탄소, 화학적작용을 위한 2차 소둔을 실시한 저조동성을 갖는 본 발명에서의 고온소둔시 분위기계소의 조건과는 근본적으로 일치하지 않는다.

이때, 본 발명자는 상기의 문제점을 해결하기 위하여 연구와 실험을 통한 결과 본 발명을 제안하게 된 것으로서, 본 발명은 스라브에서의 슬라그(Slag)층에서 일어나지 않을 뿐만 아니라 일반 탄소강과 작업성이 떨어지지 않게 되는 1250~1320°C의 온도도 스라브를 가열하고 동시에 침출공정상의 공작속도가 매우 단시간에 철소 고온소둔시 분위기기의 이송률 및 혼합가스의 비율을 최적화함으로써 0.20~0.27mm의 얇은 두께의 우수한 철소 특성을 갖는 방형성 전기강판의 제조방법을 제공한다는 그 목적에 있다.

이하, 본 발명을 설명한다.

본 발명은 종래로,  $\text{C} : 0.05\sim0.08\%$ ,  $\text{Si} : 2.90\sim3.30\%$ ,  $\text{Mn} : 0.15\sim0.30\%$ ,  $\text{S} : 0.006\%$  이하, 가용성  $\text{Al} : 0.01\sim0.02\%$ ,  $\text{N} : 0.007\sim0.01\%$ ,  $\text{P} : 0.015\%$ ,  $\text{Cu} : 0.30\sim0.80\%$ ,  $\text{Ni} : 0.03\sim0.07\%$ ,  $\text{Cr} : 0.03\sim0.07\%$  및 10 내지 25mm의 두께를 갖는 철강을 용해하는 강 소라브를 1250~1320°C의 온도에서 가열하고, 통상의 열간가열을 하고 산화하는 단계; 상기 산화된 열간가열을 1차 냉간가열 온도 650~670°C의 온도에서 수소 또는 질소-수소 수소소가의 승온분위기로 30초~5분간 유지하는 중간소둔하고, 이어 50~75°C의 일차소둔을 2차 냉간가열을 한하여 0.20~0.27mm의 두께로 압연하는 단계; 상기 냉간가열을 500~650°C의 온도분위에서 질소 함유 수소소가의 건조분위기로 30초~5분간 2차 소둔하고, 소둔분리제를 소둔하는 단계; 및 상기 도포된 강판을  $\text{N}_2$ (분위기)/ $\text{N}_2$ (분위기) : 0.25~0.75를 만족하는 질소함량 수소소가에서 이송속도 10~20cm/min의 승온분위기로 하여 600~700°C의 온도분위에서 5~10시간 1차 균열하고, 25°C/hr의 승온속도로 1000°C까지 승온한 후; 이어 질소함량 수소소가의 건조분위에서 25°C/hr의 승온속도로 1200°C까지 승온하여 수소소가의 건조분위에서 10~20시간 유지하는 최종고온 소둔처리하는 단계를 포함하여 이루어지는 저온성 특성을 갖는 방형성 전기강판의 제조방법에 관한 것이다.

이하, 본 발명을 보다 상세히 설명한다.

본 발명에서는 상기 목적을 달성하기 위해 기존 방형성 전기강판과는 달리  $\text{MnS}$  석출물 형성을 억제하고  $\text{AlN}$ 을 통상보다 다소 적은 양으로 첨가하여 제어하여 첨가하는 것이 필요하며, 이를 보완하기 위해  $\text{Cu}$ ,  $\text{Ni}$ ,  $\text{Cr}$  등의 성분들을 적절히 첨가하는 것이 매우 중요한 항목에 된다.

또한 기존 저온성 방형성 전기강판에서 입상성 억제제로 사용하는  $\text{MnS}$ 의 석출을 가급적 억제하기 위해서 는 3 함량률 재간공정에서 제어가능한 최소한인 0.006% 이하로 그 함량을 낮추는 것이 본 발명에 있어 3 함량률 이하의 경우에는 스라브 중심부에 8mm까지 심하게 탈 탄만 아니라,  $\text{Ni}$ 이 강중에 동시에 존재할 때, 조대한  $\text{MnS}$  석출이 형성되기 된다. 두께가 200mm 이상인 스라브의 경우 약 1400°C 정도의 고온으로 스라브 가열이 행해지지 않으면 이러한 8mm까지 조대한  $\text{MnS}$  석출물은 열간압연후에도 그대로 잔존하여 저가특 특성의 불량을 초래하게 된다.

그것은 조대한  $\text{MnS}$ 가 있을시 스라브 가열 이후에 석출하는  $\text{AlN}$  등의 기타 석출물들이  $\text{MnS}$  주위에 축적하여 미세하고 균일한 석출물 분포를 얻을 수 있게 되어 필요한 입상성 억제제를 확보할 수 없게되기 때문이다.

반면에  $\text{AlN}$ 은 통상보다 다소 적은 양으로 첨가하는 경우, 저온의 스라브 가열에 의해서도 충분히 고통되 이 조속공정에서 항온한 석출물 분포를 얻을 수 있게 된다.

본 발명자의 실험결과 규소강에서  $\text{AlN}$ 이 완전고용되는 온도는 약 1250°C로서  $\text{MnS}$ 의 경우보다 약 80°C 정도 낮은 것으로 나타났다. 이는  $\text{AlN}$ 과  $\text{MnS}$ 는 달리 페라이트상에서 보다 오스테나이트상에서 약 10배 정도 더 잘 고용되기 때문이다. 본 발명에서의 규소강 스라브의 경우  $\text{Mn}$ ,  $\text{Cu}$ ,  $\text{Ni}$  등이 첨가되므로 스라브 가열시 약 20% 오스테나이트상이 존재한다.

이상과 같은 내열에 근거하여 본 발명에서는 구상강 스킨부의 형변이 다음과 같은 조건을 충족시켜도록 조성시킨다.

C는 0.05% 미만인 경우 스킨의 가열시 결정입자 크기에 의해 결정화하여 최종 고온소둔시 2차 재결정 및 열처리 불완전하게 되고 용지 않는다. 0.06%를 초과하면 불완전하게 정제되어 소요되며 비합격하게 된다.

이는 2.90% 미만의 경우 우수한 철소 특성이 얻어지지 않으며, 3.30%를 초과하는 경우는 냉간압연성이 열화하므로 바람직하지 않다.

N은 스킨부에 오스테나이트를 형성하여 AIN의 고열을 용이하게 하는 원소로 0.15% 미만으로 첨가된 경우 오스테나이트의 형성량이 너무 적게 되므로 좋지 않으며, 0.30%를 초과하는 경우 연성시 Roll Force가 너무 증가하여 단형성이 불균일해지므로 좋지 않다.

S는 과도하게 첨가하면 스킨의 중심부의 표면에서 결핵이 생겨서 이를 균질화하는데 큰 열처리 비용의 과다를 초래하며, 하므로 0.005% 이하로 함유되도록 하는 것이 바람직하다.

상기용성 Si 및 N은 AIN 석출물의 형성에 필요한 원소이다. 상기용성 Si는 0.010% 미만의 경우 2차 재결정 및 열처리가 열화되어 지속열도가 저하되며, 0.020%를 초과하면 2차 재결정의 발달이 불완전해지므로 좋지 않다.

N은 0.007% 미만인 경우 AIN의 양이 부족하게 되며, 0.0011%를 초과하면 제품에 Blister 형태의 결함이 발생하기 쉬워지므로 바람직하지 않다.

P는 본 발명에서와 같이 N의 함유량이 통상보다 많은 경우 냉간압연시 잔편을 초래할 수 있으므로 제강에서 부속상수를 유입하지 않고 제어할 수 있는 양인 0.015% 이하로 제한한다.

이는 오스테나이트 형성 원소로서 AIN의 고열 및 내식성에 기여하여 2차 재결정을 안정화하는 원소이다. 0.3% 미만으로 첨가된 경우 그 효과가 미약하여 2차 재결정이 불안정하게 일어나 저가치 특성이 열화되며, 반면에 0.5%를 초과하는 경우는 탈탄성 저하를 초래하여 불균질한 소둔시간을 길게 하여 하므로 바람직하지 않다.

Fe와 Cr은 상호 복합적으로 작용하여 AIN 등의 석출물이 열처리 과정에서 균일하게 분포되도록 하는 원소이다. 그러나 각 원소의 첨가량이 0.03% 미만인 경우는 그 효과가 미약하게 되며, 0.07%를 초과하는 경우 그 효과가 더 크게 나타나므로, 고가의 합금원소에 따른 첨가상수를 저감시키기 위해, 0.07% 이하로 첨가하는 것이 좋다.

본 발명의 강성분은 마상과 같으며, 그것은 Fe 및 불용화한 미량의 불순물로 구성된다. 상기와 같은 구성 소지는 통상의 미량인 용해제, 조괴제, 연주제 등을 이용하여 제철한 경우에도 본 발명의 강은 동일하게 사용 할 수 있다.

이에서 기술한 강성분으로 조성되는 구상강 스킨부는 열간압연된 가열하게 되는데, 본 발명에서는 이 가열 온도를 1250°C~1320°C 온도범위로 제한하여 바람직하다. 그 이유는 상기 구상강 스킨부의 가열 온도가 1250°C 미만의 경우에는 AIN 등의 석출물의 고열이 불충분하게 되어 우수한 가가치 특성을 얻을 수 없게 되며, 1320°C를 초과할 경우에는 산화스케일링이 일어나게 될 뿐만 아니라 슬래그 용융이 일어날 수도 있기 때문이다.

이후 통상의 열간압연으로 후속의 최적 냉간압하를 고려하여 보통 2.0~2.3mm의 두께의 열간압연판으로 만든다.

열간압연판은 사면체 후 1차 냉간압연하고, 이어 850~870°C의 온도에서 수소를 또는 질소를 함유한 수소가스의 승온분위기에서 중간압압 소둔한다. 상기와 같이 중간압압 소둔된 강판은 2차 냉간압연으로 최종 두께로 조정되며, 이때의 최종 냉간압하율은 90~75%를 하는 것이 바람직하다. 또한, 상기 최종 냉간압연 후의 두께는 0.22~0.27mm로 조정됨이 바람직하다. 그 이유는 상기 최종 냉간압연의 두께가 0.27mm를 초과할 경우에는 지속열도는 우수하나 우수한 철소 특성을 얻을 수 없으며, 0.22mm 미만일 경우에는 2차 재결정 및 열처리가 열화되어 저가치 특성이 열화되기 때문이다.

상기와 같이 최종두께로 된 냉간압하를 최적조각의 형상을 목적으로 1차 재결정 및 열처리하는 온도범위에서 통상의 방법으로 2차 소둔된다. 즉 900~950°C에서 30초~5분간 질소를 함유한 수소가스의 건조분위기에서 하는 것이 바람직하다.

이후 강판 표면에 최종 고온소둔시와 잔여물의 집합방지과 그라스(Bias)피막의 형성을 위해 소둔분리재를 도포한다. 이에서 이 강판은 2차 재결정 및 승화(Purification)를 위해 최종 고온소둔된다. 이때 1차 재결정 조작의 형성을 위해 600~700°C에서 5~10시간 정도 균열한 후, 1200°C까지 25°C 내외의 승온을 정로 가열하고 10~20시간 정도 균열한 다음 냉각하는 소둔시기를 채택하는 것이 바람직하다.

대기시 사용규율 구간으로 승온중 1000°C까지는 매슬집이 10~20°C인 질소를 함유한 수소가스의 승온분위기를 사용한다. 이에서 1200°C의 고온구간 구간 적정까지는 건조한 질소를 함유한 수소가스의 건조분위기를 사용하고, 고온구간 구간에서는 건조한 수소소계수를 사용하는 것이 바람직하다. 또한 매슬 승온 혼합 가스의 비율, N/(FeOx)/S(부족)을 0.25~0.75로 하는 것이 저가치 특성의 향상에 유익하다.

상기 최종 고온소둔시 승온분위기를 사용하는 상한온도가 1000°C인 이유는 이를 초과하는 온도에서는 강 표면면에 Fe의 성분의 산화물이 너무 많이 형성되어 고온 균열구간을 형성되는 그라스 피막의 부속성이 열화하게 되기 때문이다.

이슬집이 10°C 미만의 경우에는 표면산화물 형성에 의한 AIN 등의 석출물 유상적제가 미약하여 2차 재결정 및 열처리해지므로 저가치 특성이 열화되며, 20°C를 초과할 경우에는 저조한 질소를 함유한 수소가스의 건조분위기가 증가하기 때문에 지속열도는 우수하더라도 재결정 특성은 얻어지지 않는 문제가 있기 때문에 상기 이슬집은 10~20°C 온도범위로 함이 바람직하다.

습윤혼합가의 비율, 즉,  $N_2$ (부피%) /  $H_2$ (부피%)가 0.25 미만일 경우에는 시멘트 분쇄체가 미흡하여 압생 중 억제력이 감소되는 결과 2차 재결정이 불완전하다. 0.75를 초과할 경우에는 광면내에  $Al_2O_3$  입자형 성질 조도가, 또는  $H_2$ (부피%) 등의 석출물로 변화하여 압생 중 억제력이 감소되기 때문에 2차 재결정 및 석기 조도가  $N_2$  /  $H_2$ (부피%)가 0.25~0.75 범위로 제한한다. 바람직하다.

석기와 같은 분말 및 조개조로 최종 고온소둔에 의해 무기물의 클라스트 파락이 형성된 건조 표면에는 황연 성 양상과 자구에서 최대 의한 황연개선의 목적으로 고온소둔 후 장력부대 요양을 하여도 좋다.

이하 실시예를 통하여 본 발명을 보다 구체적으로 설명한다.

#### 실시예 1

중량%로 C : 0.06%, Si : 3.3%, Mn : 0.23%, S : 0.003%, 산화물성 Al : 0.017%, N : 0.009%, P : 0.014%, Cu : 0.4%, Ni : 0.055%, Cr : 0.04% 및 잔부 Fe로 조성된 200mm 두께의 스텔을 제조하였다. 이것을 1320°C에서 4시간 스텔분리후 열간압연을 하여 2.3mm 두께의 열연판을 만들었다. 그 다음 산화하고 1차 냉간압연후에 0.60mm 두께로 조정된 후, 아슬집이 50°C인 25%  $H_2$ -75%  $N_2$  분위기로 860°C에서 3분 간 중간발한 소둔을 하고, 이어서 0.23mm 두께로 최종 냉간압연한 후 800°C에서 1분간 건조한 10%  $H_2$ -90%  $N_2$  분위기로 2차 소둔하였다. 이후  $H_2$ 를 주성분으로 하는 소둔분리재를 도포한 다음 최종 고온소둔하였다. 이때 650°C에서 5시간 1차 균열한 후 25°C/hr의 승온율로 1200°C까지 가열하였으며, 1200°C에서 10시간 유지후 냉각하는 열처리 사이클을 사용하였다. 승온중 분리가게스로는 1000°C까지 승온중에는 미슬정를 하기 표 1과 같이 5°C, 10°C, 15°C, 20°C로 변화시켜 가면서 승온 50%  $H_2$ -50%  $N_2$  게스를 사용하고, 이후 1200°C까지는 건조한 50%  $H_2$ -50%  $N_2$  게스를 사용하였으며, 1200°C의 고온균열구간에서는 건조한 순수소가스를 사용하였다.

이외에 하기 만들어진 시편들에 대하여 2차 재결정 발달율과 자기적 특성을 조사하여 하기 표 1에 나타내었다.

여기서 2차 재결정 발달율은 약 80°C로 데운 20% 열산용액으로 전도면을 부식하여 노출한 매크로(Macro) 조직을 관찰하여 측정하였으며, 자기적 특성은 단자자성 측정기로 자속밀도( $B_m$ )와 홀전압( $V_{Hm}$ )을 측정하였다.

#### [표 1]

구분	이슬정(%)	2차 재결정 발달율(%)	자기적 특성	
			$B_m$ (Tesla)	$V_{Hm}$ (W/Kg)
비교제 1	5	85	1.78	1.62
발명제 1	10	98	1.86	1.05
발명제 2	15	100	1.88	1.03
발명제 3	20	100	1.87	1.04
비교제 2	25	100	1.83	1.20

상기 표 1로부터 알 수 있는 바와같이, 최종 고온 소둔 승온중 승온분리기의 미슬집이 본 발명범위를 만족하는 경우(발명제 1-발명제 3)에는 강판을 얇은 두께로 제조하더라도 2차 재결정이 잘 일어나 1.05W/Kg 이하의 우수한 홀전 특성이 발현됨을 알 수 있다. 반면에 미슬집이 10°C 미만인 경우(비교제 1)는 표면 산화물 형성에 의한  $Al_2O_3$  등의 석출을 유발시켜가 미약하여 2차 재결정이 불완전하기 때문에 자기적 특성이 열악한 것으로 나타났다. 20°C를 초과하는 경우(비교제 2)는 산화물 형성이 과다하여 표면조도(거칠기)가 증가하기 때문에 자속밀도는 우수하여도 재발산 특성은 양하지 않았음을 알 수 있다.

#### 실시예 2

중량%로 C : 0.055%, Si : 3.25%, Mn : 0.23%, S : 0.006%, 산화물성 Al : 0.019%, N : 0.0093%, P : 0.015%, Cu : 0.36%, Ni : 0.05%, Cr : 0.045% 및 잔부 Fe로 조성된 200mm 두께의 스텔을 제조하였다. 이것을 1300°C에서 5시간 소라한 가열후 열간압연을 하여 2.3mm 두께의 열연판을 만든 후 산화하고 1차 냉간압연하여 0.60mm 두께로 조정하였다. 이때 1차 냉간압연 두께는 2차 냉간압연이 61.6°C 되도록 최종 잔 두께에 따라 달라졌다. 그 다음, 미슬집이 50°C인 25%  $H_2$ -75%  $N_2$  분위기로 860°C에서 3분간 중간 발한소 둔을 하고, 이어서 최종 냉간압연으로 잔두께를 하기 표 2와 같이 0.30mm, 0.27mm, 0.25mm, 0.22mm, 0.20mm로 변화하여 만든 후, 550°C에서 1분 30초간 건조한 10%  $H_2$ -90%  $N_2$  분위기로 2차 소둔하였다. 이후  $H_2$ 를 주성분으로 하는 소둔분리재를 도포한 다음 최종 고온소둔하였다. 이때 650°C에서 5시간 1차 균열한 후 25°C/hr의 승온율로 미슬집이 15°C인 승온 70%  $H_2$ -30%  $N_2$  게스로부터 승온한 다음, 1200°C에서 건조한 100%  $H_2$  게스로부터 10시간 유지후 냉각하는 방식으로 고온소둔하였다.

이와같이 하여 만들어진 시험편에 대하여 2차 재결정 발달율과 자기적 특성을 조사하여 하기 표 2에 나타내었다.

[표 2]

구분	최종판두께(mm)	2차 재결정 발달율(%)	자기적 특성	
			B <sub>10</sub> (Tesla)	W <sub>120</sub> (W/Kg)
비교제 3	0.30	100	1.87	1.20
발명제 4	0.27	100	1.87	1.10
발명제 5	0.25	100	1.88	1.06
발명제 6	0.22	100	1.87	1.03
비교제 4	0.20	70	1.72	1.54

상기 표 2로부터 알 수 있는 바와같이, 최종 판두께가 0.22-0.27mm로 본 발명의 범위를 만족하는 발명제 (3)-발명제(6)의 경우에는 양은 두께로 제조할 경우에도 2차 재결정이 잘 일어나 1.10W/Kg 이하의 우수한 철손 특성이 얻어짐을 알 수 있다. 반면에 본 발명범위의 두께를 초과하는 경우 (비교제 3)는 자속밀도도 우수하나 우수한 철손 특성이 얻어지지 않았으며, 두께가 0.22mm 미만의 경우(비교제 4)는 2차 재결정이 불만족하게 일어나 자기적 특성이 떨어진 것으로 나타남을 알 수 있다.

실시예 3

중량비로, C : 0.04%, Si : 3.23%, Mn : 0.25%, S : 0.004%, 산가율상 Si : 0.013%, N : 0.0093%, P : 0.012%, Cu : 0.37%, Ni : 0.043%, Cr : 0.065% 및 잔부 Fe로 조성된 205mm 두께의 스키네를 제조하였다. 이것을 1280°C에서 5시간 소련한 가열 후 열간압연하여 2.3mm 두께의 열연판을 만들었다. 그 다음 산세하고 1차 냉간압연하여 0.70mm 두께로 조절한 후, 마일링마 50°C인 25% H<sub>2</sub>-75% N<sub>2</sub> 분위기에서 5분간 중간발판 소둔을 하고, 이어서 0.25mm 두께로 최종 냉간압연한 후 500°C에서 1분간 건조한 10% H<sub>2</sub>-90% N<sub>2</sub> 분위기로 2차 소둔하였다. 이후 H<sub>2</sub>O를 주성분으로 하는 소둔분리재를 도포한 다음 최종 고온소둔하였다. 이때 650°C에서 5시간 1차 균열한 후 25°C/hr의 승온율로 1200°C까지 가열하였으며, 1200°C에서 10시간 유지후 냉각하는 열처리 시나리오를 사용하였다. 승온을 분위기개스로는 1000°C까지 승온중에는 마일링마 13°C인 슬론 수소 및 질소의 혼합개스 사용하고, 이후 1200°C까지는 건조한 75% H<sub>2</sub>-25% N<sub>2</sub> 개스를 사용하였으며, 1200°C 균열구간에서는 건조한 순수수소개스를 사용하였다. 이때 승온율 1000°C까지의 상기 슬론 수소 및 질소의 혼합개스는 그 비율, N<sub>2</sub>(부피%) / H<sub>2</sub>(부피%)가 하기 표 3과 같이 0.1, 0.25, 0.50, 0.75, 0.90에 의해 변화하였다.

이와같이 하여 만들어진 시험편에 의하여 2차 재결정 발달율과 자기적 특성을 조사하여 하기 표 3에 나타내었다.

[표 3]

구분	슬론수소개스비 N <sub>2</sub> (부피%)/H <sub>2</sub> (부피%)	2차 재결정 발달율(%)	자기적 특성	
			B <sub>10</sub> (Tesla)	W <sub>120</sub> (W/Kg)
비교제 5	0.10	90	1.80	1.40
발명제 7	0.25	100	1.86	1.07
발명제 8	0.50	100	1.88	1.06
발명제 9	0.75	100	1.87	1.07
비교제 6	0.90	85	1.75	1.47

상기 표 3으로부터 알 수 있는 바와같이, 최종 고온소둔용 혼합개스의 비율, N<sub>2</sub>(부피%) / H<sub>2</sub>(부피%)가 0.25-0.75인 본 발명제(7)-발명제(9)의 경우 양은 두께로 제조할 경우에도 2차 재결정이 잘 일어나 1.07W/Kg 이하의 우수한 철손 특성이 얻어짐을 알 수 있다. 반면에 상기 혼합개스의 비율이 0.25 미만인 경우(비교

제 5)는 Al의 분해역제가 미흡하여 입상장 억제력이 감소되는 결과 2차 재결정에 불만장해지다. 6) 7점 스프링의 경우(비교제 6)는 강재내에 Al의 입상장 억제 효과가 적은 Mn(Si)계 등의 석출물로 변태되어 입상장 억제력이 감소되기 때문에 1차 재결정에 불만장해가 될을 알 수 있다.

순철의 비연괴, 즉 용융된 철도의 공정 추가없이 선중냉각전의 두께를 조절하고 원료 고로 소둔시 위치, 배출점으로도 및 포화가스의 배율을 최적화함으로써 두께가 일정면서도 우수한 품질을 갖는 열연형성 전기강판을 제조할 수 있는 효과가 있다.

#### (57) 청구의 범위

##### 청구항 1

본 발명은 중량으로, C : 0.05-0.08%, Si : 2.90-3.30%, Mn : 0.15-0.30%, S : 0.006% 이하, 가동성 Si : 0.019-0.020%, N : 0.007-0.011%, P : 0.015%, Cu : 0.30-0.60%, Ni : 0.03-0.07%, Cr : 0.03-0.07% 및 Nb와 Fe의 기타 불가피하게 첨가되는 불순물로 이루어지는 강 스프링을 1250-1320℃의 온도에서 재가열하고, 용산의 열간연연을 하고 산화하는 단계 ; 상기 산화된 열연강판을 1차 냉간연연 및 650-670℃의 온도에서 수소 또는 질소 함유 수소가스의 습윤분위기로 30초-5분간 유지하는 중간소둔하고, 이에 50-75%의 압하율로 2차 냉간연연을 행하여 0.20-0.27mm의 두께로 압연하는 단계 ; 상기 냉연강판을 510-650℃의 온도 범위에서 질소 함유 수소가스의 건조 분위기로 30초-5분간 2차 소둔하고, 소둔분리제를 도포하는 단계 ; 및 상기 도포된 강판을 Nb(부피%) / N(부피%) : 0.25-0.75를 만족하는 질소 함유 수소가스에서 이슬점을 10-20℃ 한 습윤분위기로 하여 600-700℃의 온도 범위에서 5-10시간 1차 균열하고, 25℃/hr의 승온속도로 1000℃까지 승온한 후 ; 이에 질소 함유 수소가스의 건조 분위기에서 25℃/hr의 승온속도로 1200℃까지 승온하여 수소가스의 건조 분위기에서 10-20시간 유지하고 최종 고온 소둔처리하는 단계를 포함하여 이루어지는 저철분 특성을 갖는 방향성 전기강판의 제조방법.